

[First Hit](#)[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

Generate Collection

Print

L2: Entry 11 of 19

File: JPAB

Dec 7, 1993

PUB-NO: JP405320827A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 05320827 A

TITLE: STEEL FOR SPRING EXCELLENT IN FATIGUE PROPERTY AND STEEL WIRE FOR SPRING AS WELL AS SPRING

PUBN-DATE: December 7, 1993

## INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

SATO, HITOSHI

KURAMOTO, HIROSHI

KAWAGUCHI, YASUNOBU

INT-CL (IPC): C22C 38/00; C21D 9/02; C22C 38/34

## ABSTRACT:

PURPOSE: To obtain a steel for a spring having high strength and excellent in fatigue properties by specifying its compsn. constituted of C, Si, Mn, Cr, V, Nb and Fe and the properties of contained inclusions and precipitates.

CONSTITUTION: In a steel contg., by weight, 0.5 to 0.8% C, 0.8 to 2.5% Si, 0.4 to 1.3% Mn and 0.4 to 2% Cr, furthermore contg., at need, 0.05 to 0.5% V and/or 0.05 to 0.5% Nb and moreover contg. 0.1 to 2% Ni and/or 0.1 to 0.5% Mo, and the balance Fe with inevitable impurities, the m.p. of oxide inclusions contained therein is regulated to  $\leq 1500^{\circ}\text{C}$ , and the size of carbide precipitates and nitride precipitates are regulated to  $\leq 15\mu\text{m}$ . In this way, the objective steel for a high strength spring excellent in fatigue properties can be obtd. This steel is subjected to hardening and tempering treatment, by which the objective high strength steel wire for a spring having crystalline grain size, of No.11, or more 3 to 20% retained austenitic amt.,  $\geq 205\text{kgf/mm}^2$  tensile strength and  $\leq 0.95$  proof stress ratio after low temp. annealing at  $\geq 400^{\circ}\text{C}$  and the objective spring having residual stress shown by the formula and inequalities can be obtd.

COPYRIGHT: (C)1993, JPO&amp;Japio

[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

(19)日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11)特許出願公開番号

特開平5-320827

(43)公開日 平成5年(1993)12月7日

(51)Int.Cl. <sup>5</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1 Z			
	Y			
C 2 1 D 9/02	A			
C 2 2 C 38/34				

審査請求 未請求 請求項の数4(全 11 頁)

(21)出願番号 特願平4-160225

(22)出願日 平成4年(1992)5月26日

(71)出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号

(72)発明者 佐藤 仁資

神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会社神戸  
製鋼所神戸製鉄所内

(72)発明者 蔵本 廣志

神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会社神戸  
製鋼所神戸製鉄所内

(72)発明者 川口 康信

神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会社神戸  
製鋼所神戸製鉄所内

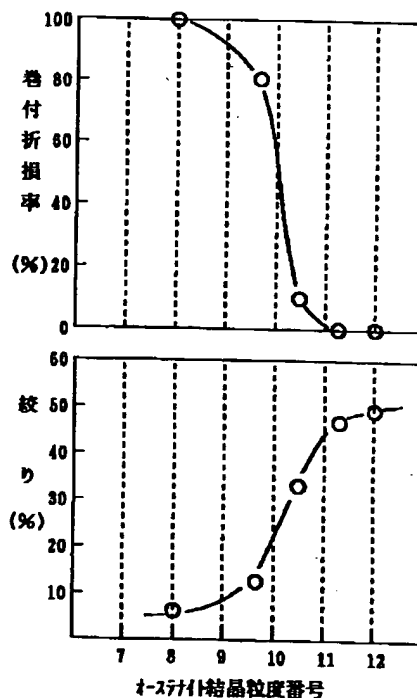
(74)代理人 弁理士 植木 久一

(54)【発明の名称】 疲労特性の優れたばね用鋼及びばね用鋼線並びにばね

(57)【要約】

【目的】 高強度で且つ疲労特性の非常に優れたばね用鋼およびばね用鋼線並びに最終製品であるばねを提供すること。

【構成】 鋼材の化学成分、特にC、Si、Mn、Crの含有量を特定すると共に、Vおよび/またはNb、更にはNiおよび/またはMoの含有量を特定し、更に酸化物系不純物の融点を1500℃以下に定め、且つ炭化物系および窒化物系析出物の大きさを15μm以下に特定することによって、疲労特性を改善する。



## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量比でC：0.5～0.8%，Si：0.8～2.5%，Mn：0.4～1.3%，Cr：0.4～2%を含む、且つV：0.05～0.5%及び／又はNb：0.05～0.5%を含み、残部がFeおよび不可避不純物からなる鋼からなり、該鋼中に含まれる酸化物系介在物の融点が1500℃以下であり、且つ炭化物系析出物および窒化物系析出物の大きさが15μm以下であることを特徴とする疲労特性の優れたばね用鋼。

【請求項2】 重量比でC：0.5～0.8%，Si：0.8～2.5%，Mn：0.4～1.3%，Cr：0.4～2%を含む、且つV：0.05～0.5%及び／又はNb：0.05～0.5%と、Ni：0.1～2%及び／又はMo：0.1～0.5%を含み、残部がFeおよび不可避不純物からなる鋼か\*

D=0～0.03dのとき、 $\sigma_R = -50 \sim -100 \text{ kgf/mm}^2$

D=0.03～0.05dのとき、 $\sigma_R \leq -125 + (2500/d) \times D \text{ kgf/mm}^2$  .....[I]

D>0.05dのとき、 $\sigma_R \leq 30 \text{ kgf/mm}^2$

但し D：表面からの距離 (mm)

d：線径 (mm)

$\sigma_R$ ：残留応力 (kgf/mm<sup>2</sup>)

$\sigma_R$  がマイナスを示すものは残留圧縮応力、 $\sigma_R$  がプラスを示すものは残留引張応力を意味する。

\*らなり、該鋼中に含まれる酸化物系介在物の融点が1500℃以下であり、且つ炭化物系析出物および窒化物系析出物の大きさが15μm以下であることを特徴とする疲労特性の優れたばね用鋼。

【請求項3】 請求項1または2記載のばね用鋼を焼入れ・焼戻し処理してなり、結晶粒度が11番以上、残留オーステナイト量が3～20%、引張強さが205kgf/mm<sup>2</sup>以上、400℃以上での低温焼鈍後の耐力比が0.95以下であることを特徴とするばね用鋼線。

【請求項4】 請求項3記載のばね用鋼線から製造されるばねであって、残留応力が下記[I]式の要件を満たし、且つ表層部の最高硬さ（ビッカース硬さ）が700以上であることを特徴とするばね。

【数1】

## 【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、疲労特性の優れたばね用鋼および同鋼を用いて製造した高強度のばね用鋼線並びにばねに関し、このばねは、極めて高い疲労強度が要求される自動車用エンジンの弁ばねやクラッチばね、ブレーキばね等として有用である。

【0002】

【従来の技術】 最近、自動車の軽量化や高出力化の要請が高まってくるにつれてエンジンやサスペンション等に使用される弁ばねや懸架ばね等のばねにおいても高応力設計が指向されている。そのためこれらのばねには、負荷応力の増大に対応するため、耐疲労性や耐へたり性に優れたものが強く望まれている。とりわけ弁ばねについての疲労強度増大の要請は非常に強く、従来鋼の中でも疲労強度の優れたものとされているSWOSC-V (JIS G 3566) でも対応が困難になってきている。

【0003】 疲労強度の向上に、素材の高強度化、非金属介在物の微細化およびばね表層部の強化等が有効であることは良く知られており、例えば合金元素の添加により高強度化を図った鋼（例えば特開昭63-216951号公報）や、高強度化に加えて介在物の微細化を図った鋼（例えば特開昭62-107044号公報）等が提

※案されている。またばねについては、例えば表面近傍の最大残留応力等を規定した高強度ばね（例えば特開昭64-83644号公報）等が開示されている。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】 一般にばねの疲労破壊は、表面を起点とする場合と介在物等の内部欠陥を起点とする場合に大別される。ばね素材を高強度化することは表面からの疲労破壊を抑制し、疲労強度を高めるうえで有効であるが、反面強度を上げると介在物等の欠陥に対する感受性が増大し、この欠陥を起点とした破壊が生じ易くなる。従って鋼を高強度化するだけでは疲労強度の向上に限界がある。

【0005】 そこで高強度で且つ優れた疲労強度を得るための手段として、介在物の微細化が要求される様になり、様々の研究が進められている。例えば酸化物系介在物を低融点で延性のある組成に制御し、線材圧延等の熱間加工により延伸することによって介在物を微細化することが試みられており、適正な酸化物系介在物の組成としては、例えば先に示した特開昭62-107044号公報では、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>：20%以下、MnO：10～80%、SiO<sub>2</sub>：20～60%、MgO：15%以下、CaO：50%以下の要件を満たすものが開示されている。

【0006】 しかしこれらの組成の酸化物系介在物の中

には、非常に高融点で硬質のものも含まれており、この様な高融点で硬質の酸化物系介在物は、圧延等の加工によって十分に微細化することができず、期待されるほどの疲労特性改善効果は得られない。

【0007】また、本発明者らが確認したところによると、酸化物系介在物がある程度微細化されてくるにつれて、これまで殆ど問題とされなかった炭化物系析出物や窒化物系析出物（以下、炭・窒化物系析出物ということがある）を起点とする疲労破壊が生じる様になり、上記の様な酸化物系介在物を対象とする介在物の微細化だけでは疲労強度の向上に限界が見られることが明らかとなってきた。

【0008】一方、たとえ使用鋼材が同じ組成のものであったとしても、最終製品であるばねの疲労特性に差が生じることもしばしば経験される。これは、従来から行なわれている疲労特性の改善手段が、鋼の成分組成や酸化物系介在物等についての製鋼段階での検討が主体であり、ばね素線である鋼線や最終製品であるばねに加工するまでの加工条件や熱処理条件等を加味した上で鋼材の持つ性能を最大限有効に生かすための検討が十分に行なわれていないためと考えられる。

【0009】本発明は上記の様な事情に着目してなされたものであって、その目的は、従来材に較べて疲労特性の一段と改善されたばね用鋼及びばね用鋼線並びにばね\*

$D = 0 \sim 0.03d$  のとき、 $\sigma_R = -50 \sim -100 \text{ kgf/mm}^2$

$D = 0.03 \sim 0.05d$  のとき、 $\sigma_R \leq -125 + (2500/d) \times D \text{ kgf/mm}^2$  ..... [I]

$D > 0.05d$  のとき、 $\sigma_R \leq 30 \text{ kgf/mm}^2$

但し  $D$  : 表面からの距離 (mm)

$d$  : 線径 (mm)

$\sigma_R$  : 残留応力 (kgf/mm<sup>2</sup>)

$\sigma_R$  がマイナスを示すものは残留圧縮応力、 $\sigma_R$  がプラスを示すものは残留引張応力を意味する。

【0013】

【作用】本発明の構成は上記の通りであるが、その要点を示すと、まずばね用鋼については、

①焼入れ・焼戻し後に高強度、高靱性を得るため合金元素の種類および含有量を特定し、

②酸化物系介在物の融点を、熱間もしくは冷間加工時の延伸工程で十分に微細化できる様低めに設定すると共に、

③酸化物系介在物を微細化することによって新たにクロースアップされてくる炭・窒化物系析出物による疲労特性への悪影響を抑えるため、炭・窒化物系析出物の大きさを特定したところに特徴があり、

またばね用鋼線においては、

①焼入れ・焼戻し後に高強度で且つばね成形に耐える靱※50

\*を提供しようとするものである。

【0010】

【課題を解決するための手段】上記の目的を達成することのできた本発明に係るばね用鋼の構成は、重量比で  $C : 0.5 \sim 0.8 \%$ 、 $Si : 0.8 \sim 2.5 \%$ 、 $Mn : 0.4 \sim 1.3 \%$ 、 $Cr : 0.4 \sim 2\%$  を含有し、且つ  $V : 0.05 \sim 0.5 \%$  及び/又は  $Nb : 0.05 \sim 0.5 \%$  を含み、残部が  $Fe$  および不可避不純物からなる鋼からなり、或はこれらに加えて更に  $Ni : 0.1 \sim 2 \%$  及び/又は  $Mo : 0.1 \sim 0.5 \%$  を含み、該鋼中に含まれる酸化物系介在物の融点が  $1500^\circ C$  以下であり、且つ炭化物系析出物および窒化物系析出物の大きさが  $15 \mu m$  以下であるところに特徴を有するものである。

【0011】そしてこうした要件を満たすばね用鋼を焼入れ・焼戻し処理し、結晶粒度を11番以上、残留オーステナイト量を3～20%、引張強さを  $205 \text{ kgf/mm}^2$  以上、 $400^\circ C$  以上での低温焼鈍後の耐力比を0.95以下としたものは、ばね用鋼線として非常に優れたものである。またこのばね用鋼線を素材として残留応力が下記

[I] 式の要件を満たし、且つ表層部の最高硬さ（ビッカース硬さ）が700以上を有するばねは殊に疲労特性において非常に優れたものである。

【0012】

【数2】

※性や延性を得るために、残留オーステナイト量及び結晶粒度を特定すると共に、

②疲労特性を高めるため残留オーステナイト量及び耐力比を特定したところに特徴があり、

更に最終製品であるばねにおいては、

①疲労特性を高めるために残留応力分布を特定し、殊に表層部の残留圧縮応力を増加して表面からの破壊を抑制すると共に、内部の引張残留応力を減少して介在物を起点とする破壊を抑制し、且つ、

②表面からの破壊を抑制して疲労強度を高めるため、表層部の硬さを特定したところに特徴を有するものである。

【0014】以下、本発明の構成および作用効果を詳細に説明していく。まず本発明に係るばね用鋼の成分組成

を定めた理由について述べる。

【0015】C: 0.5 ~ 0.8 %

Cは高応力が負荷されるばね鋼として十分な強度を確保するために欠くことのできない元素であるが、多過ぎると靱・延性が極端に悪くなるので、C含有量は0.5 ~ 0.8 %でなければならない。

Si: 0.8 ~ 2.5 %

Siは製鋼時の脱酸剤として必要な成分であり、またフェライト中に固溶して素地の強度を高める効果も有しており、こうした効果は0.8 %以上含有させることによって有効に発揮される。しかし多過ぎると靱・延性が悪くなるばかりでなく、表面の脱炭や疵等が増加して耐疲労性が悪くなるので2.5 %以下に抑えなければならない。

【0016】Mn: 0.4 ~ 1.3 %

Mnも鋼の脱酸に有効な元素であり、また焼入れ性を高めて強度向上に寄与するが、多過ぎると靱・延性が悪くなるので、0.4 ~ 1.3 %の範囲に定めた。

Cr: 0.4 ~ 2 %

CrはCの活量を低下させて圧延時や熱処理時の脱酸を防止すると共に炭化物の黒鉛化抑制に有効な元素であるが、多過ぎると靱・延性が悪くなるので0.4 ~ 2 %の範囲と定めた。

【0017】V及び/又はNb: 夫々0.05 ~ 0.5 %

V, Nbは、焼入れ・焼戻し等の熱処理時において結晶粒を微細化する作用があり、靱・延性を向上させる効果がある。しかも焼入れ・焼戻し処理およびばね成形後の歪取り焼鈍時に2次析出硬化を起こして高強度化にも寄与する。しかし多過ぎると、後述する如く造塊段階で巨大な炭化物あるいは窒化物を析出し易くなるので、夫々0.05 ~ 0.5 %の範囲にしなければならない。

【0018】Ni: 0.1 ~ 2.0 %及び/又はMo: 0.1 ~ 0.5 %

NiおよびMoも焼入れ・焼戻し後の靱・延性を高めるのに有効な元素であり、しかも焼入れ性を高めて高強度化にも寄与する。しかし多過ぎると圧延においてベイナイトあるいはマルテンサイト組織が発生し、靱延性の低下を招くため、Niは0.1 ~ 2.0 %, Moは0.1 ~ 0.5 %と定めた。

【0019】次に、本発明に係るばね用鋼の特徴である酸化物系介在物の融点および炭・窒化物系析出物の大きさを定めた理由について説明する。ここでいう酸化物系介在物の融点は、加工方向に平行な面または疲労起点における介在物の組成をEPMAによって定量分析し、文献「酸化物の相平衡」(1971. 1. 10技報堂)等に記載された状態図から判定したものである。また炭・窒化物系析出物とは、焼入れ・焼戻し処理の過程で析出する様な微細なものではなく、造塊または連続鍛造工程で鋼塊または鋳片の冷却時等に析出する数十 $\mu$ m程度の比較的大きなもののことであり、その代表的なものとしてはV系やNb系等の炭化物、窒化物または炭・窒化物

が挙げられる。

【0020】本発明者等は前述の様な課題に沿って研究を進める中で、従来よりも高負荷応力を受けた場合の疲労起点となる酸化物系介在物の融点や介在物の大きさ(サイズ)と疲労寿命の関係について検討したところ、以下に示す様な知見を得た。即ち1つは、酸化物系介在物の組成が融点1500℃以下であれば、造塊あるいは鋳片からの分塊および圧延等の熱間加工工程および伸線等の冷間加工工程で、加工方向に対して垂直な方向での介在物の大きさが著しく小さくなり、疲労強度の向上に寄与すること、もう1つは、酸化物系介在物の融点を下げることにより介在物を微細化し、それにより介在物起点の疲労破壊を抑制したとしても、従来では疲労起点には殆ど現われなかった炭・窒化物系析出物を起点とする疲労破壊の発生が顕著になることであり、この場合、酸化物系介在物と同程度の大きさの析出物であっても疲労寿命が短くなること、しかもこれらの介在物の大きさは、熱間加工あるいは冷間加工によっても殆ど減少しないことも明らかになってきた。

【0021】本発明において酸化物系介在物の融点および炭・窒化物系析出物の大きさを定めた理由はこうした知見に基づくものであり、酸化物系介在物の融点が1500℃以下であれば、熱間加工または冷間加工時における介在物サイズの減少が著しく、疲労強度の向上に効果的であるところから酸化物系介在物の融点は1500℃以下に定めた。この場合、通常の加工度で伸線加工した場合の該介在物の大きさは概20 $\mu$ m以下となる。

【0022】一方、炭・窒化物系析出物については、圧延等の熱間加工や伸線等の冷間加工でもその大きさは殆ど変わらず、また酸化物系介在物に較べてその性状も異なり、酸化物系介在物と同程度の大きさでは疲労寿命が悪くなるため、炭・窒化物系析出物の大きさは15 $\mu$ m以下とした。

【0023】次に、ばね用鋼線およびばねについての各限定理由を説明する。まずばね用鋼線についてであるが、化学組成において前述の要件を満たす本発明のばね用鋼は、焼入れ・焼戻し処理によって従来鋼に比べて格段に高い強度を示すが、ばね状への成形加工性を考慮すると靱・延性も優れたものでなければならない。一般に鋼線の延性を示す指標となる絞り値は、ばね成形性を表す評価基準の1つとして用いられているので、絞り値と種々の特性との関係を調べた結果、鋼線のオーステナイト結晶粒度がJIS G 0551に準拠した測定方法で11番以上であれば、超高強度域(例えば、引張強さ230kgf/mm<sup>2</sup>以上)でも高い絞り値が得られ、良好なばね成形性を確保できると共に、結晶粒の微細化によって引張強さも高められることから、ばね用鋼線としての結晶粒度は11番以上と定めた。

【0024】また高強度のばね鋼線を得るには、焼戻し後の残留オーステナイト量を少なくする必要があり、ま

た残留オーステナイト量が少ないほど疲労強度は高くなることが確認されている。例えば前出の特開昭63-216951号公報には、焼入れ後の残留オーステナイトを10%以下に規定することにより焼戻し後の疲労強度の改善を図ったばね用鋼線が開示されている。しかし、ばねを作製するに当っては、いずれかの工程でショットピーニング処理が施されることが多いため、焼戻し後の残留オーステナイト量とショットピーニング後の疲労強度の関係を調べたところ、適量の残留オーステナイトを含む方が疲労圧縮応力は高くなることをつきとめた。これは、ショットピーニングにより残留オーステナイトがマルテンサイトに変態して残留圧縮応力が増加するため、残留オーステナイト量の増大により残留圧縮応力が高まることによる疲労強度向上効果と、強度低下による疲労強度低減効果のバランスによって疲労特性が決まることを意味しており、疲労強度を向上させるには適正な残留オーステナイト量が存在するものと考えられる。

【0025】そこで、高強度を確保しつつ高い疲労強度を得ることのできる残留オーステナイト量を研究した結果、焼入れ・焼戻し工程の焼戻し後における残留オーステナイト量が3%未満では、ショットピーニング後の残留圧縮応力を高める効果が小さく満足な疲労強度が得られ難くなり、一方、20%を超えると高強度が得られにくくなって表面起点での疲労破壊を起こし易くなる傾向があるので、残留オーステナイト量は3～20%の範囲に定めた。

【0026】ここで、残留オーステナイト量を焼戻し後の量で規定したのは、次の理由によるものである。即ち焼入れ・焼戻し後の疲労強度に直接影響を及ぼすのは、焼戻し後の残留オーステナイト量であり、しかも通常の冷間成形ばね用鋼線は焼入れ・焼戻し処理を連続して行なうので、焼入れ後の残留オーステナイト量を正確に測定することは難しい。つまり残留オーステナイト量の測定自体は焼入れ鋼線を採取して定量することにより行なうことができるが、測定時の鋼線の温度は焼入れ時よりも相当低下しているのが通常であるから、該温度低下の間に残留オーステナイトがマルテンサイトに変態する。従って、特に本発明鋼の様に合金元素を多く含む鋼の残留オーステナイト量は、測定時点でかなり減少している可能性が高く、実際の焼入れ後の残留オーステナイト量を正確に把握することができない。そのため本発明では焼戻し後の残留オーステナイト量で規定することとした。

【0027】上記要件を満たすばね用鋼線は、優れた靱・延性を有して、焼入れ・焼戻し後の引張強さを205 kgf/mm<sup>2</sup>以上とすることができ、特に疲労強度の非常に優れたものとなる。

【0028】次に、ばね用鋼線の低温焼鈍後の耐力比を0.95以下に定めた理由について説明する。尚ここでいう耐力比とは、鋼線の0.2%耐力を引張強さで除し

た値であり、0.2%耐力はJIS Z 2241で定められているオフセット法に準拠して求めた。通常の冷間成形ばねは、コイルングの後で歪取り焼鈍（例えば400℃以上の低温焼鈍）を施し、コイルング時に生じた残留応力の除去が行なわれるが、この低温焼鈍がばねの疲労特性に影響を与えることは様々の文献にも報告されている。例えば、ばね論文集33号、第53頁（1988年；ばね技術研究会）には、通常のばね用鋼を対象とする強度レベルと疲労特性が述べられており、低温焼鈍後の硬さと疲労強度の関係が示されている。

【0029】本発明者らは前述のばね用鋼について、通常より高強度のレベルで低温焼鈍後の鋼線の特性和疲労強度の関係を調べた結果、鋼線の耐力比が高過ぎると疲労強度はかえって低下することを見いだした。即ち、本発明のばね用鋼を用いて得た鋼線は、焼入れ・焼戻し後の状態で通常の鋼線よりも極めて高い強度を示し、且つ低温焼鈍後の強度低下も少ないため、疲労による表面起点の破壊を抑制し易い。その反面、内部に存在する介在物等を起点とする破壊が起こり易くなる傾向があり、前述の様に介在物等を微細化した本発明鋼でも、介在物等を起点として疲労破壊を起こし易くなる。そこでこうした欠点を解消するため更に検討を進めた結果、低温焼鈍後における耐力比を0.95以下にすれば、介在物等を起点とする疲労破壊が抑制され、疲労特性を大幅に改善し得ることが確認された。

【0030】耐力比の下限値は特に規定しないが、耐力比が低過ぎると内部素地の最弱部（例えば結晶粒界等）を起点とする疲労破壊が起こり易くなるため、0.8以上にすることが望まれる。

【0031】次に、最終製品であるばねについての限定理由を説明する。前述した様に疲労強度の向上に、ばね表面の強化が大きく寄与することは良く知られており、表層部の残留圧縮応力硬さを高めるためにショットピーニング処理を行なう方法が広く用いられている。例えば前出の特開昭64-83644号公報には、表層近傍の最大残留圧縮応力が85～110 kgf/mm<sup>2</sup>である高強度ばねが開示されている。

【0032】一方、本発明者らが前記要件を満たす本発明のばね用鋼線について残留応力と疲労強度との関係について種々検討を重ねた結果、疲労強度を向上させるには適正な残留応力分布が存在することを知った。即ち、疲労における表面起点での破壊を抑えるうえで、表層部の残留応力が高い方が良いことは周知の通りであるが、残留圧縮応力を高めると内部の残留引張応力が増大するので、本発明鋼の様な高強度鋼線では内部起点の破壊が起こり易くなり、残留引張応力が大きくなるにつれてこうした傾向が顕著に現れてくる。そこで、表面および内部起点での両方の疲労破壊を抑制することのできる残留応力分布を明らかにすべく更に研究を進めた結果、表面から内部にかけての残留応力分布が前記【1】式の要件

10

20

30

40

50

を満たすものが最善であることをつきとめた。

【0033】即ち[1]式において、 $D > 0.05d$ の時の $\sigma_R$ が $30 \text{ kgf/mm}^2$ を超えると、内部の酸化物系介在物および炭・窒化物系析出物を起点とした疲労破壊が起こり易くなり、また $D = 0 \sim 0.03d$ のときの $\sigma_R$ が $-100 \text{ kgf/mm}^2$ を超えると、内部の残留引張応力が大きくなって、上記の内部起点での破壊が発生し易くなり、逆に $-50 \text{ kgf/mm}^2$ 未満になると表面起点での破壊が起こり易くなり、いずれの場合も疲労特性が悪くなる。これに対し $D = 0.03 \sim 0.05d$ のときの残留圧縮応力は、大きければ大きいほど表面起点での疲労破壊抑制には有効であるが、余り大きくなると内部の残留引張応力が大きくなり過ぎて内部起点の破壊が起こり易くなる傾向があり、また過度に高い残留応力を与えることは实际的でないので、工業的規模での実施可能性も考慮して $\sigma_R$ の上限は $-125 + (2500/d) \times D$  ( $\text{kgf/mm}^2$ )と定めた。

【0034】また、本発明では表層部の最高硬さを規定しているが、これは以下の理由に基づくものである。即ち上記残留応力分布は、おもに内部の介在物等を起点とする疲労破壊の抑制を目的として定めたものであり、疲労強度は表面を起点とする破壊が起こるか否かによってほぼ決まってくる。従って本発明のばねでは、表層部を強化することにより疲労強度を更に向上させる為の要件として、表層部の硬さをビッカース硬さで700以上と定めた。尚ここでいう表層部とは、表面から $0.01d$  ( $\text{mm}$ )以内の範囲を意味し、この部分の硬さはショットピーニングや窒化処理等によって高めることができる。

【0035】

【実施例】次に、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明はもとより下記実施例によって制限を受けるものではない。

#### 実施例1

下記表1は、供試鋼の含有成分と酸化物系介在物の融点および炭・窒化物系析出物のサイズを示したものである。尚、介在物および析出物のサイズの測定は、鍛造後圧延比50以上で熱間圧延した線材の縦断面を夫々30個ずつ観察し、その最大値と平均値を示しており、表1においてA1～A5は本発明鋼、B1～B4は比較鋼である。

【0036】

【表1】

鋼	化 学 成 分 (wt%)									酸化物系介在物の融点 (°C)			析出物の大きさ (μm)		備 考
	C	Si	Mn	Cr	V	Nb	Ni	Mo	最高	平均	最高	平均			
A 1	0.61	1.88	0.90	0.98	0.10	—	—	—	1410	1357	11	8	本発明鋼		
A 2	0.63	2.01	0.96	0.79	—	0.21	—	—	1450	1370	13	10			
A 3	0.62	1.85	0.88	0.86	0.12	—	0.22	—	1430	1363	11	9			
A 4	0.58	1.95	0.93	0.85	—	0.25	—	0.19	1470	1390	14	10			
A 5	0.59	1.81	0.85	0.81	0.08	0.10	0.25	0.11	1470	1417	12	9			
B 1	0.57	2.12	0.81	0.92	0.15	—	—	—	1740	1660	12	9	比較鋼		
B 2	0.62	1.93	0.92	0.89	0.20	—	0.19	—	1420	1343	22	15			
B 3	0.84	1.79	0.85	1.03	0.19	0.22	0.26	0.08	1620	1547	25	17			
B 4	0.55	1.57	0.74	0.73	—	—	—	—	1890	1793	14	11			

【0037】これら各供試材の表面を皮削りした後、バテンティング処理および伸線処理を行なって線径 $4.0 \text{ mm}$ とした後、焼入れ・焼戻し処理を施してばね用鋼線とした。これらの鋼線に低温焼鈍 ( $400^\circ\text{C} \times 20 \text{ min}$ ) とショットピーニング処理を行ない、中村式回転曲げ疲労試験を行なった。結果を表2に示す。

【0038】

【表2】

鋼	引張強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )	試験応力 (kgf/mm <sup>2</sup> )	破壊までの 繰返し数(回)	破壊の起点	疲労強度 (kgf/mm <sup>2</sup> )
A 1	223	89.0	1×10 <sup>7</sup> 以上	—	89.5
A 2	225	89.0	1×10 <sup>7</sup> 以上	—	89.5
A 3	222	89.0	1×10 <sup>7</sup> 以上	—	89.5
A 4	218	89.0	1×10 <sup>7</sup> 以上	—	89.0
A 5	216	89.0	1×10 <sup>7</sup> 以上	—	89.0
B 1	221	89.0	8.85×10 <sup>5</sup>	酸化物系介在物	82.5
B 2	223	89.0	1.78×10 <sup>6</sup>	V炭化物系析出物	84.2
B 3	227	89.0	1.08×10 <sup>6</sup> 9.52×10 <sup>5</sup>	酸化物系介在物 Nb炭化物系析出物	83.7
B 4	199	89.0	2.52×10 <sup>5</sup>	表 面	82.5

【0039】表2からも明らかである様に、高強度で且つ酸化物系介在物の融点が低く、しかも析出物サイズの小さい本発明鋼A1～A5は、1×10<sup>7</sup>回の回転曲げを与えた後でも表面起点の破壊や介在物および析出物起点の破壊が見られず、高い疲労強度が得られている。これに対し比較鋼では、酸化物系介在物の融点が高いB1、B3、析出物サイズが大きいB2、B3、強度の低いB4のいずれにおいても1×10<sup>7</sup>以下の回転曲げで破壊しており、疲労強度は本発明鋼に比べて明らかに劣っている。

#### 【0040】実施例2

前記表1に示した本発明鋼A3を使用し、実施例1と同様の方法でばね用鋼線a1～a10を作製した。ここで\*

\*は、焼入れ時の加熱温度、焼入れ後の鋼線の温度、焼戻し温度等を変えることにより、オーステナイト結晶粒度、残留オーステナイト量および引張強さを調整し、その性能を調べた。焼戻し後の引張強さ、オーステナイト結晶粒度番号、残留オーステナイト量および疲労強度の関係を表3に示す。尚、疲労試験は焼戻し後ショットピーニング処理を施してから中村式回転曲げにより実施した。また、オーステナイト結晶粒度番号と絞り値および巻付試験(JIS G 3566)による折損発生率の関係を図1に示した。

#### 【0041】

#### 【表3】

記号	引張強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )	オーステナイト 結晶粒度	残留オーステナイト (%)	疲労強度 (kgf/mm <sup>2</sup> )	備 考
a 1	231	12.0	3.5	—	発明例
a 2	228	11.3	4.5	—	
a 3	225	10.5	4.2	—	比較例
a 4	227	8.7	5.3	—	
a 5	225	8.0	6.0	—	
a 6	230	12.0	4.5	89.5	発明例
a 7	227	11.5	7.2	90.0	
a 8	222	11.5	13.6	89.5	
a 9	234	12.0	0.2	86.2	比較例
a 10	202	11.0	30.5	83.7	

【0042】表3からも明らかである様に、本発明の規定要件をすべて満足する実施例ではいずれも優れた疲労※50

※特性が得られているが、残留オーステナイト量が少ないものは疲労強度が低く、また多過ぎると引張強さが低く



なり、いずれの場合も十分な疲労強度が得られない。また、図1からも分かる様に、結晶粒度番号が11番を超えると絞り値が顕著に増大し、通常のコイルリングより過酷な巻付試験においても破断せず、優れたばね成形性を有していることを確認できる。

#### 【0043】実施例3

次に表1の本発明鋼A1、A3と比較鋼B3を使用し、実施例1と同様にしてばね用鋼線を作製し、更にばねに\*

\*加工した。その後400℃以上の低温焼鈍およびショットピーニング処理を行なってa11～a16およびb1～b2の供試ばねを作製し、ばね疲労試験を行なった。供試ばねの諸元および試験条件を表4に示す。尚、耐力比は供試ばね毎に焼戻し温度や低温焼鈍温度等を変えることにより調整した。結果を表5に示す。

#### 【0044】

【表4】

ばね諸元		ばね疲労試験	回転曲げ疲労試験
素線径	4.0mm	平均応力 $\tau_m = 60 \text{ kgf/mm}^2$  繰返し数 $1 \times 10^7$ 回で中止 個数 $N = 10$ 個	試験応力 $= 89.0 \text{ kgf/mm}^2$  繰返し数 $1 \times 10^7$ 回で中止 本数 $N = 10$ 本
コイル平均径	28mm		
総巻数	6.5 巻		
有効巻数	4.5 巻		
ばね定数	2.6 kgf/mm		

#### 【0045】

※ ※【表5】

鋼	記号	引張試験		ばね疲労試験		回転曲げ疲労試験		備考
		引張強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )	耐力比	疲労強度 (kgf/mm <sup>2</sup> )	破壊の起点	折損本数 (本)	破壊の起点	
A 1	a 11	225	0.92	54以上	-	0	-	発明例
	a 12	221	0.90	54以上	-	0	-	
	a 13	225	0.85	54以上	-	0	-	
	a 14	225	0.93	54以上	-	0	-	
A 3	a 15	227	0.96	54以上	-	3	酸化物系介在物	比較例
	a 16	232	0.98	47.5	酸化物系介在物	6	酸化物系介在物 V炭化物系析出物	
B 3	b 1	226	0.90	46.0	酸化物系介在物 Nb炭化物系析出物	9	酸化物系介在物 Nb炭化物系析出物	
	b 2	231	0.98	44.5	酸化物系介在物 Nb炭化物系析出物	10	酸化物系介在物 Nb炭化物系析出物	

【0046】表5からも明らかである様に、本発明鋼を用いたものであっても、耐力比の高いばねは介在物起点で破壊し易いのに対し、耐力比の低いばねは優れた疲労強度を有している。また、酸化物系介在物の融点が高く且つ析出物サイズの大きい比較鋼B3では、耐力比の大小にかかわらず疲労強度が乏しい。尚、耐力比が0.96である比較例a15では、実施例と同等の疲労強度を示しているが、これは介在物や析出物の小さい本発明鋼においては、ばね10個程度の疲労試験では介在物や析出物等を起点とする破壊が発生しにくい為であると考えられる。しかし、介在物や析出物等を起点として疲労破

40\*壊する確率の高い回転曲げ疲労試験では、耐力比が0.95を超えることにより疲労強度は明らかに低下している。これらの結果からも明らかである様に、耐力比を0.95以下に定めた本発明のばね用鋼線はばね疲労に対する信頼性に優れたものである。

#### 【0047】実施例4

表5に示した供試ばねa12を使用し、ショットピーニング条件を変えて残留応力分布および表層硬さを変化させた供試ばねa17～a23を作製し、ばね疲労試験を実施した。疲労試験条件は表4に示したのと同様とした。また実施例3と同じ理由から、ばねと同等の残留応

17

力分布および表層硬さを有する鋼線の回転曲げ疲労試験も実施した。結果は表6に示す通りであり、ばねとしての疲労特性は、実施例3と同様に試験個数の関係から実施例と比較例の間で顕著な違いは認められないが、回転曲げ試験では残留引張応力が $30\text{kgf/mm}^2$ を超えると介在物や析出物等を起点とする破壊が明確に認められる様になり、疲労強度は明らかに低下している。また表層部においては、ばね及び回転曲げのいずれの試験でも、残留圧縮応力が $50\text{kgf/mm}^2$ 未満で硬さが $700$ 未満になると表面起点の疲労破壊が起こり易くなり、疲労強度の低下が認められる。

【0048】

【表6】

20

30

40

18

鋼	記号	残留応力 ( $\text{kgf/mm}^2$ )			硬さ (Hv)	ばね疲労試験		回転曲げ疲労試験	備考
		D=0~0.03d 最大値	D=0.04d	D>0.05d 最大値		疲労強度 ( $\text{kgf/mm}^2$ )	破壊の起点		
A1	a17	-81	-46	20	750	54以上	-	0	-
	a18	-85	-49	23	772	54以上	-	0	-
	a19	-90	-53	28	789	54以上	-	0	-
	a20	-102	-60	35	813	54以上	-	2	酸化物系介在物
	a21	-107	-62	40	822	47.0	酸化物系介在物	5	酸化物系介在物 V炭化物系析出物
	a22	-47	-12	11	725	40.5	表面	10	表面
	a23	-83	-45	21	685	46.5	表面	9	表面

【0049】

【発明の効果】本発明は以上の様に構成されており、ばね用鋼、ばね用鋼線およびばねを、表面および内部特性の両面から改善することによって疲労破壊を抑制する構成としたので、従来材に比べて疲労強度を著しく高めることができ、ばね或はその素材としての信頼性を著しく高め得ることになった。

50 【図面の簡単な説明】

【図1】本発明に係るばね用鋼線のオーステナイト結晶 がある。  
 粒度番号と巻付折損率および絞りの関係を示すグラフで

【図1】

